

Л.Л. ТОВАЖНЯНСКИЙ, докт. техн. наук,

Л.О. ЧУНЯЕВА, канд. техн. наук,

О.Н. ЧУНЯЕВ, канд. техн. наук, НТУ «ХПИ»

УСЛОВИЯ ВОЗНИКНОВЕНИЯ СТАЦИОНАРНОГО ПОВЕРХНОСТНОГО РЕАКЦИОННОГО ФРОНТА ПРИ ДИФФУЗИОННОМ ЛЕГИРОВАНИИ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ КАРБИДООБРАЗОВАТЕЛЯМИ

На підставі системного аналізу процесів дифузійного легування чистого заліза і залізовуглецевих сплавів карбідоутворювачами доведена можливість формування карбідного шару безпосередньо на поверхні сплаву, що легується. Встановлено, що для локалізації хімічної реакції на поверхні, концентрація карбідоутворювача повинна бути меншою за концентрацію, що викликає поліморфне перетворення $\gamma \rightarrow \alpha$ залізної матриці.

On the bases of systematic analyses of the diffusion alloying processes of pure iron and ferroc carbon alloys, the possibility of carbide layer forming specifically on the surface of an alloy, has been proved. It is found that in order to localize chemical reaction on the surface the concentration of the carbide forming element must be lower then the concentration that promotes polymorphic transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ of ferrous matrix.

1. Актуальность темы. В большинстве случаев целью диффузионного легирования железоуглеродистых сплавов карбидообразователями является получение сплошного карбидного слоя на поверхности детали. В ходе многочисленных исследований [1 – 4] доказано, что сплошной карбидный слой придает защищенным деталям повышенную поверхностную твердость (1800 – 2000 HV для Cr_3C_2 , 2600 – 3200 HV для VC, и до 4000 HV для TiC), высокую износостойкость, коррозионную стойкость и другие ценные эксплуатационные свойства. Это послужило стимулом для разработки целого ряда технологий диффузионного карбидного легирования, среди которых:

- технология диффузионного карбидного поверхностного легирования (ДКПЛ), разработанная в НТУ «ХПИ», основанная на газовом контактном способе [2, 5, 6];

- технология карбидного легирования, основанная на газовом неконтактном способе, разработанная сотрудниками КПИ (основные положения опубликованы в книге «Диффузионные карбидные покрытия» [3]);

- технология TD (TRD) «thermoreactive deposition/diffusion process», разработанная фирмой Тойота, основу которой составляют жидкостной способ и способ диффузионного легирования в псевдосжиженном слое [4, 7];

- параллельно, для получения карбидных покрытий все шире применяются две больших группы технологий CVD и PVD (chemical vapor deposition, physical vapor deposition), которые изначально разрабатывались как универсальные технологии поверхностного модифицирования.

Тем не менее, среди исследователей процессов диффузионного легирования сплавов и разработчиков соответствующих технологий, до сих пор ведется дискуссия о возможности возникновения стационарного фронта карбидообразования на поверхности железоуглеродистого сплава.

С одной стороны, работы [8, 9] показывают, что наиболее вероятный механизм зарождения карбидного слоя заключается в последовательном протекании стадий:

- осаждения атомов карбидообразователя на поверхность сплава,
- диффузионного проникновения осажденных атомов в матрицу,
- связывания атомов карбидообразователя диффундирующим навстречу углеродом в карбиды.

Таким образом, реакционный фронт возникает в матрице легируемого сплава на некоторой глубине, а затем его пространственное положение уже может изменяться в зависимости от мощности встречных диффузионных потоков карбидообразователя и углерода, поступающих в зону реакции. Вышеописанный механизм возникновения реакционного фронта в матрице железоуглеродистых сплавов имеет ряд экспериментальных доказательств:

- при диффузионном легировании любых конструкционных сталей, даже высокоуглеродистых (содержащих 0,8 – 1,1 % С и более) в условиях, обеспечивающих высокую мощность диффузионного источника, сплошной поверхностный карбидный слой не образуется [8, 9].

При этом карбиды выделяются либо в форме дисперсных включений в диффузионном слое (рис. 1 а), либо в форме карбидной “сетки” по межзеренным поверхностям (рис. 1 б);

- как правило, образующиеся при диффузионном легировании карбидные слои имеют несколько зон, отличных по фазовому составу. При этом внутренняя зона содержит высокий процент элементов матрицы, присутствующих либо в форме смешанных карбидов, например $(Cr_{0,4-0,75}, Fe_{0,25-0,6})_7C_3$ – при легировании хромом, либо в форме включений интерметаллидов, напри-

мер Fe_2Ti в слое TiC – при легировании титаном;

- доказано, что при образовании сплошного карбидного слоя (когда мощность диффузионного источника ограничивалась), прирост размеров предварительно отожженных образцов не соответствует толщине карбидного слоя, более того, изменения размеров может вообще не наблюдаться – что говорит в пользу диффузионной природы начальной стадии процесса [8].

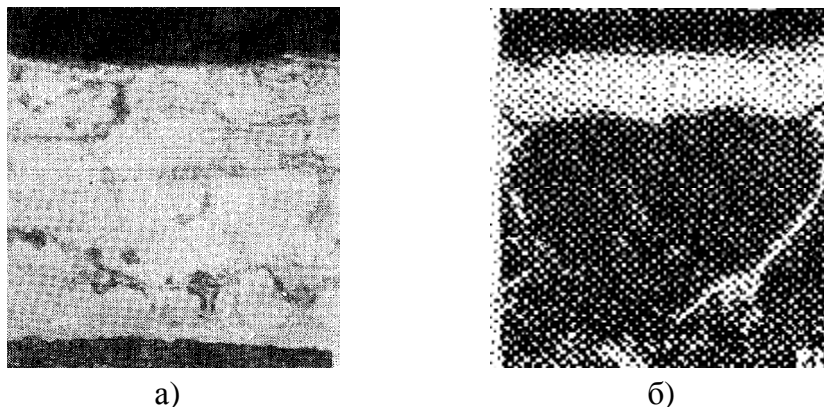


Рис. 1. Микроструктуры сталей У10 и У12 после хромирования при нагреве т.в.ч.
($T = 1100^\circ\text{C}$, $\tau = 15$ мин):

а) сталь У10, $\times 200$; б) сталь У12, $\times 200$ [8].

С другой стороны, авторы публикаций [2, 4, 6, 7, 10] доказывают, что ведущий (наиболее распространенный) механизм зарождения карбидного слоя принципиально отличается от описанного выше, и заключается в связывании осажденных атомов карбидообразователя непосредственно на поверхности легируемого сплава. При этом диффузия части атомов карбидообразователя в матрицу (и наличие примесных атомов в карбидном слое), объясняется не механизмом зарождения, а стремлением системы к установлению равновесия между растущим карбидным слоем и матрицей сплава.

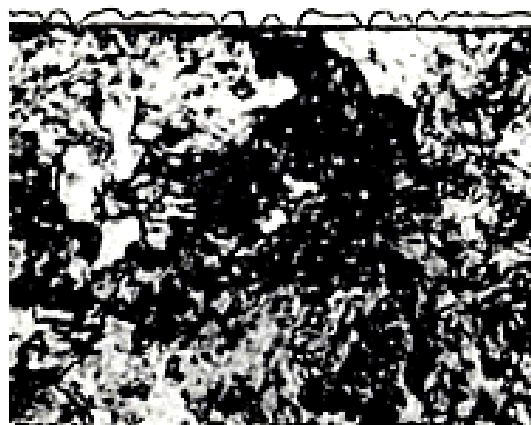
Предложенный механизм возникновения реакционного фронта непосредственно на поверхности железоуглеродистых сплавов при диффузионном легировании карбидообразователями зиждется на следующих фактах:

- в ходе исследований кинетики роста карбидных слоев авторами технологий ДКПЛ и TRD зарождение карбидного слоя непосредственно на поверхности легируемого сплава определялось визуально (рис. 2);

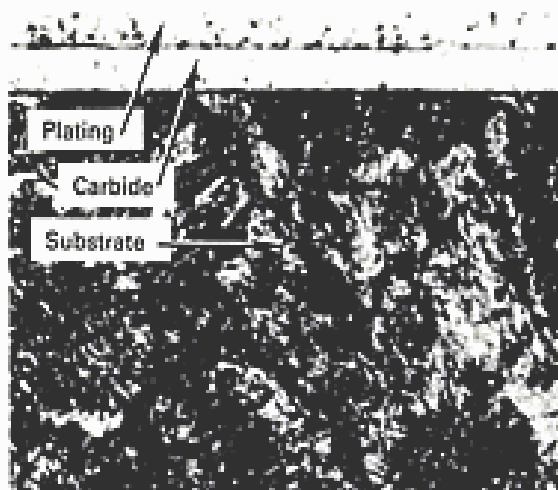
- при проведении диффузионного легирования в средах с потенциалом карбидообразователя 0,02 – 0,05 (2 – 5 %) и менее, прирост размеров предварительно отожженных образцов в точности соответствует толщине обра-

зующегося карбидного слоя (расхождение составляет ± 1 мкм, что лежит в пределах погрешности измерений) [10];

- были получены карбидные слои чистые по примесям, при этом состав внутренней зоны карбидного слоя, непосредственно граничащий с легируемым сплавом, соответствовал равновесной растворимости элементов матрицы в образовавшемся карбиде. Так состав внутренней зоны карбидного слоя при легировании стали У7 хромом соответствовал $(\text{Cr}_{0,85-0,9}, \text{Fe}_{0,1-0,15})_7\text{C}_3$, а внешняя зона слоя состава Cr_{23}C_6 не содержала железа [10]. Суммарное содержание металлических примесей в карбидных слоях на основе NbC и VC образующихся на поверхности сталей W1 и 52100 (аналоги отечественных У10 и ШХ15), по данным [4] составляет лишь 1,5 – 3,5 %.



а)



б)

Рис. 2. Рост карбидного слоя при обработке по технологии TRD.

Подложка – сталь W1 (аналог инструментальной стали У11), температура 900 °С. Соль: бура, V_2O_5 , V_4C . Слой карбида ванадия после 5 мин обработки (а); и после 30 мин обработки (б) [4].

Тем не менее, сторонники первой гипотезы, (говорящей о том, что фронт карбидообразования возникает в матрице легируемого сплава на некоторой глубине) до настоящего времени ссылались на то, что доказательства альтернативного механизма зарождения карбидного слоя косвенные. И указывали, что нет ни физических, ни термодинамических факторов, которые, в условиях принятых технологических процессов, предотвратили бы диффузию атомов карбидообразователя в железо, при этом поддерживая достаточную поверхностную концентрацию для протекания химической реакции.

Однако результаты системного анализа процессов диффузионного насыщения сплавов железа и фазового анализа систем карбидообразователь – железо и карбидообразователь – железо – углерод показали, что такие факторы есть. А возникновение стационарного поверхностного реакционного фронта при диффузионном легировании железоуглеродистых сплавов карбидообразователями имеет свои четкие термодинамические пределы.

Результаты проведенного анализа, для типичных условий диффузионного карбидного легирования железоуглеродистых сплавов (температурный интервал 950 – 1150 °С, легирующие элементы – Cr, Mo, W, V, Nb, Ta, Ti, Zr), приведены в настоящей работе.

2. Обсуждение результатов. В первую очередь, по данным работ [8, 9, 11, 12], была рассмотрена способность вышеперечисленных легирующих элементов – карбидообразователей, образовывать диффузионные слои на чистом железе. При этом оказалось, что решающим фактором, определяющим скорость возникновения диффузионного фронта карбидообразователя, является протекание фазового превращения ($\gamma \rightarrow \alpha$) железной матрицы, вызванное увеличением концентрации карбидообразователя на поверхности. Так автором [9] показано, что все легирующие элементы, применяемые для модифицирования сплавов железа, на основании диаграмм состояния Fe – легирующий элемент, можно сгруппировать по следующим признакам:

1. Диаграммы состояния Fe – легирующий элемент, где отсутствуют замкнутые γ области при малых концентрациях примеси (рис. 3).

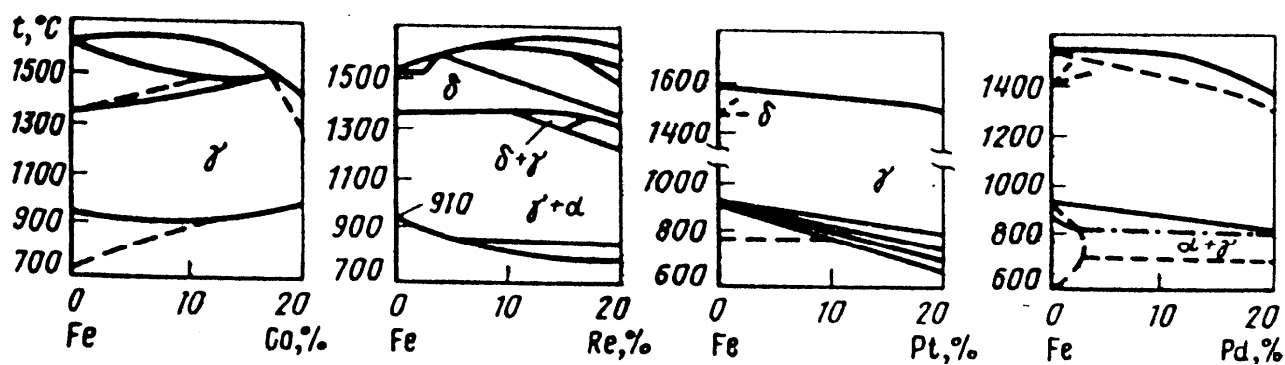


Рис. 3. Фрагменты диаграмм состояния Fe – легирующий элемент, в которых отсутствуют замкнутые γ области [9].

2. Диаграммы состояния Fe – легирующий элемент, в которых неявно выражены замкнутые γ области (рис. 4).

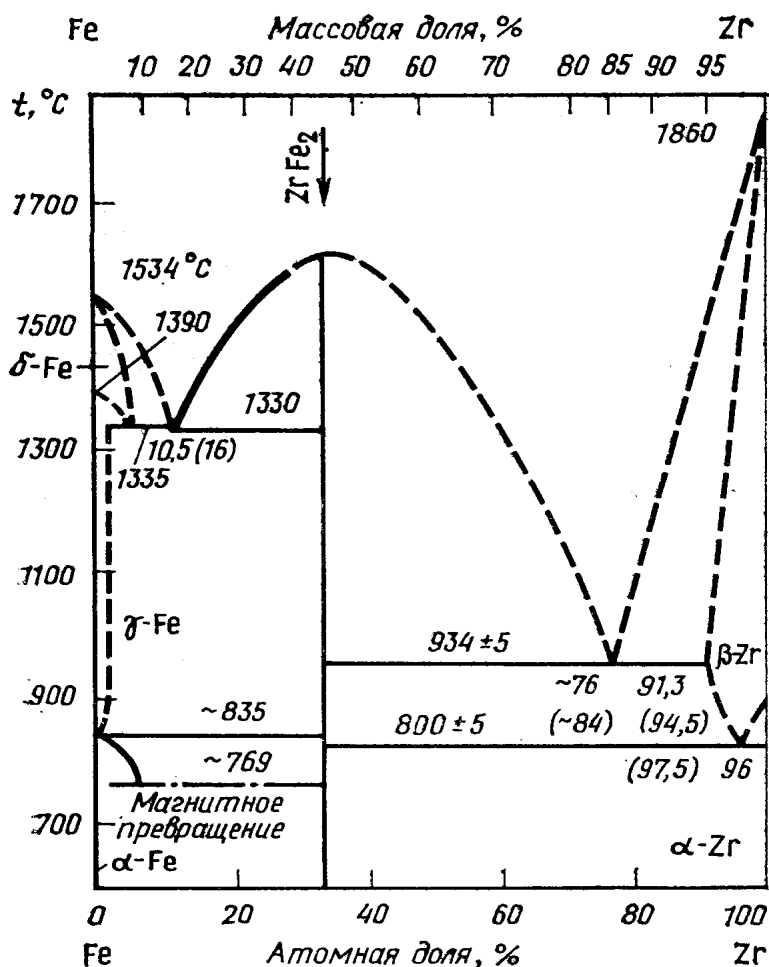


Рис. 4 Диаграмма состояния сплавов Fe-Zr [13].

3. Диаграммы состояния Fe – легирующий элемент, в которых явно выражены замкнутые γ области, обусловленные примесным элементом в небольших концентрациях (рис. 5).

К элементам, у которых в фазовых диаграммах с железом замкнутые γ области отсутствуют (рис. 3), относятся Co, Re, Au, Pd, Pt, Ce, U, Pu и многие другие. В работах [9, 10] доказано, что в исследуемых условиях диффузионного поверхностного легирования (температура 950 – 1150 $^\circ\text{C}$, время $\sim 1 - 10$ ч.) они не образуют диффузионных слоев на Fe, несмотря на широкие области гомогенности и близость атомных размеров. Такое поведение этих элементов объясняется пренебрежимо малым изменением свободной энергии системы, возникающим от их растворения в аустените, в сочетании с недостаточной концентрацией в нем вакансий при 950 – 1150 $^\circ\text{C}$. Таким образом и движущая сила и концентрация дефектов по которым возможно осуществление элементарных актов диффузии оказывается недостаточной. Ни один из активных карбидообразователей, к этой группе элементов не относится [9].

К элементам, у которых в фазовых диаграммах с Fe замкнутые γ области выражены неявно, относятся Ni, Mn, Cu, а так же некоторые из исследуемых карбидообразователей: Ta, Nb, Zr (рис. 4). У этой группы элементов замкнутые области находятся в узком концентрационном интервале и характеризуются двухфазным составом ($\gamma + \alpha$).

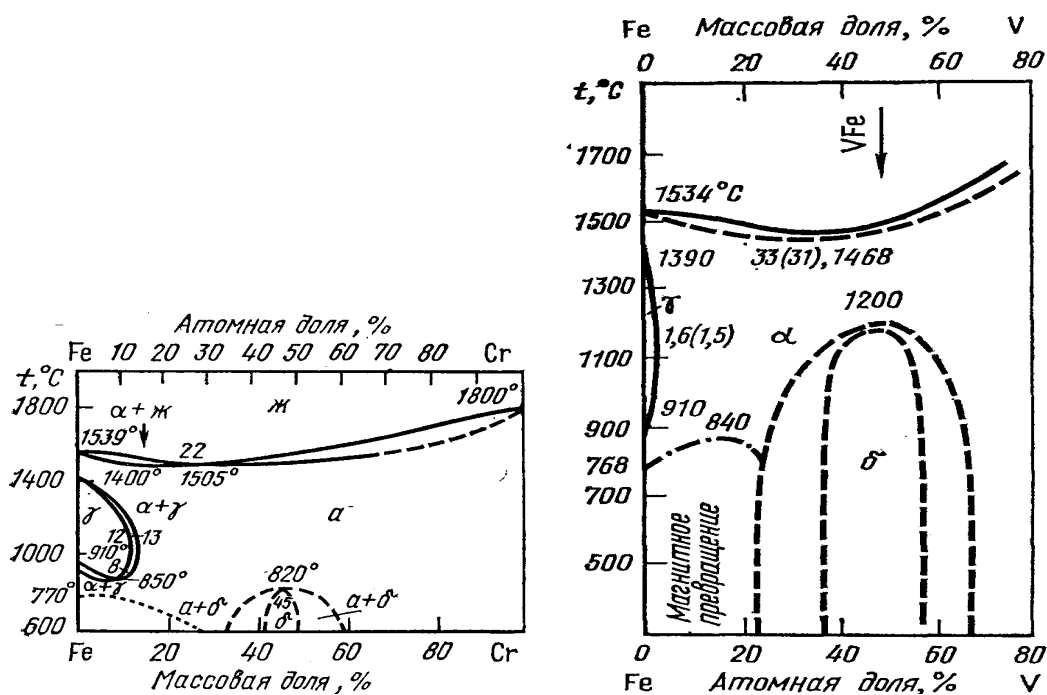


Рис. 5 Диаграммы состояния сплавов Fe-Cr (а), и Fe-V (б) [13].

Результаты диффузионного легирования этими элементами по традиционным методикам дают плохую воспроизводимость, несмотря на то, что указанные элементы незначительно отличаются от железа атомными диаметрами и образуют широкие области гомогенных растворов. Устойчивые результаты возможны только при использовании термоциклической методики [9], способствующей многократному протеканию $\gamma \rightarrow \gamma + \alpha$ превращения. Следовательно, при поверхностном легировании такими элементами как Zr, Ta, Nb, их диффузия в железо изначально затруднена, и решающим образом зависит от полноты протекания фазового превращения и прочих факторов, ответственных за концентрацию структурных дефектов.

Из рисунка 5 видно, что при поверхностном легировании такими элементами как Cr и V, достижение пороговой концентрации 12 % и 1,5 % соответственно (при 1150 °C) приводит к протеканию $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. При этом фазовое превращение протекает полностью. В результате, образуется сплошной фронт $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, движущийся от поверхности в матрицу,

и создающий аномально высокую концентрацию структурных дефектов, в том числе вакансий, концентрация которых по данным [9] возрастает на 3 – 4 порядка. Скорость диффузии в таких условиях скачкообразно возрастает, и легирующий элемент образует развитый, легко различимый металлографическим способом, диффузионный слой.

К группе элементов с выраженной замкнутой γ -областью относятся также Ti, Mo, W с пороговыми концентрациями фазового превращения 1,4; 3,1 и 6 % при 1150 °С. Помимо активных карбидообразователей аналогично ведут себя кремний и алюминий. Перечисленные элементы способствуют раннему $\gamma \rightarrow \alpha$ превращению и легко образуют на железе диффузионные слои, требуемой для промышленного использования глубины и концентрации.

Из анализа данных о зависимости глубины диффузионного слоя на железе от времени насыщения различными элементами, проведенного в работе [9] и представленного в таблице 1, следует: порядок расположения элементов по величине затраченного времени на получение диффузионного слоя одинаковой толщины коррелирует с изменением ширины замкнутой γ -области.

Таблица 1

Длительность насыщения ($\tau_{\text{НАС}}$ ч) железа различными элементами при 1000 °С для получения глубины диффузионного слоя 30 мкм, а также значения коэффициентов диффузии [9].

Элемент	Cr	W	Mo	Si	V	Ti	Al	Be
$\tau_{\text{НАС}}$ ч	4	3,5	0,75	0,45	0,4	0,4	0,1	0,1
D_0 см ² /с	$1,8 \cdot 10^4$	$1 \cdot 10^3$	0,44	0,44	$8 \cdot 10^2$	0,15	$3,23 \cdot 10^{-2}$	0,1

В таком же порядке расположены элементы в ряду по изменению величины коэффициента диффузии. Это означает, что до начала формирования диффузионного слоя требуется создать хотя бы в монослое, такую концентрацию насыщающего элемента, которая приводит к протеканию $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. Только после этого начинается активное формирование диффузионного слоя. Исходя из вышесказанного очевидно, что пределы существования замкнутой γ -области для систем карбидообразователь – железо, являются важнейшей характеристикой, позволяющей точно определить пороговую концентрацию карбидообразователя, вызывающую его диффузионное проникновение в матрицу. До тех пор, пока пороговая концентрация $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения не достигнута, диффузия карбидообразователя в сплав не идет.

В таблице 2 приведена классификация карбидообразователей по крити-

ческим концентрациям $\gamma \rightarrow \alpha$ (или неявной области $\gamma + \alpha$) превращения в железе. Элементы расположены в порядке сужения замкнутой γ -области сверху вниз, при этом элементы с неявной областью $\gamma + \alpha$ возглавляют классификацию ввиду неполного протекания превращения. Таким образом, при диффузионном легировании железа активными карбидообразователями, на поверхности наилучшим образом будут удерживаться Ta, Nb, Zr и Cr. В то время как V и Ti способны образовать мощный диффузионный фронт, единый с фронтом $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, при достижении всего 0,75 – 1,7 % содержания на поверхности железа.

Таблица 2

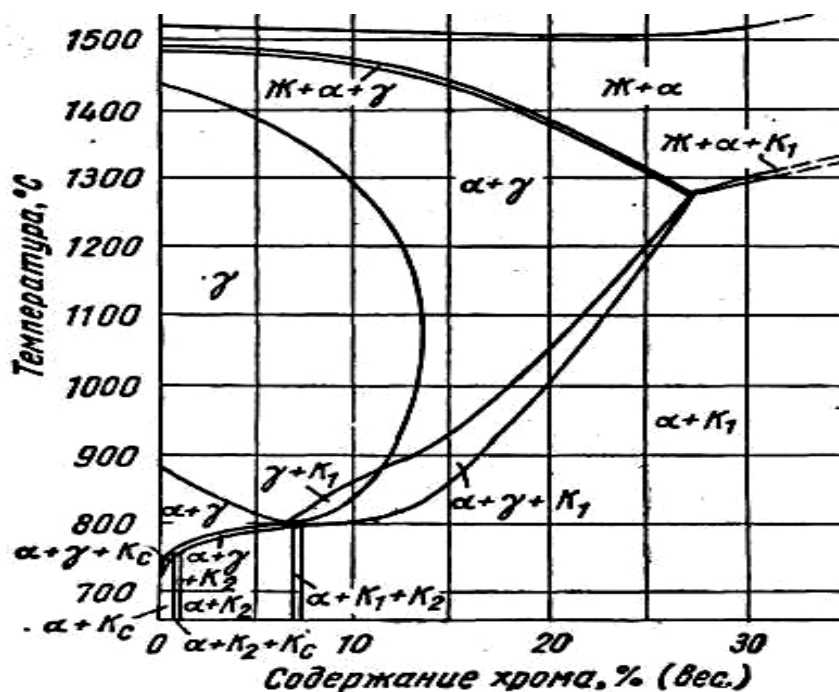
Классификация карбидообразователей по критическим концентрациям $\gamma \rightarrow \alpha$ (или неявной области $\gamma + \alpha$) превращения в железе.

Элемент	Фазовые превращения в Fe при легировании (T = 950 – 1150 °C)	Максимальная растворимость элемента в γ -железе, масс. %	Температура, при которой наблюдается максимальная растворимость в γ -железе °C	Температурные пределы замкнутой γ -области (или неявной области $\gamma + \alpha$)	
				Нижний предел °C	Верхний предел °C
Ta	$\alpha \rightarrow \gamma + \alpha$	2,7	1230	940	1400
Nb	$\alpha \rightarrow \gamma + \alpha \rightarrow \gamma + \delta$	2,3	1200	900	1420
Zr	$\alpha \rightarrow \gamma + \alpha \rightarrow \alpha$	1,2	970 – 1400	920	1450
Cr	$\gamma \rightarrow \alpha$	12,5	1100	850	1400
W	$\gamma \rightarrow \alpha$	6	1175	910	1400
Mo	$\gamma \rightarrow \alpha$	3,1	1175	910	1400
V	$\gamma \rightarrow \alpha$	1,47-1,62	1150	910	1410
Ti	$\gamma \rightarrow \alpha$	0,75-1,7	1125	910	1400

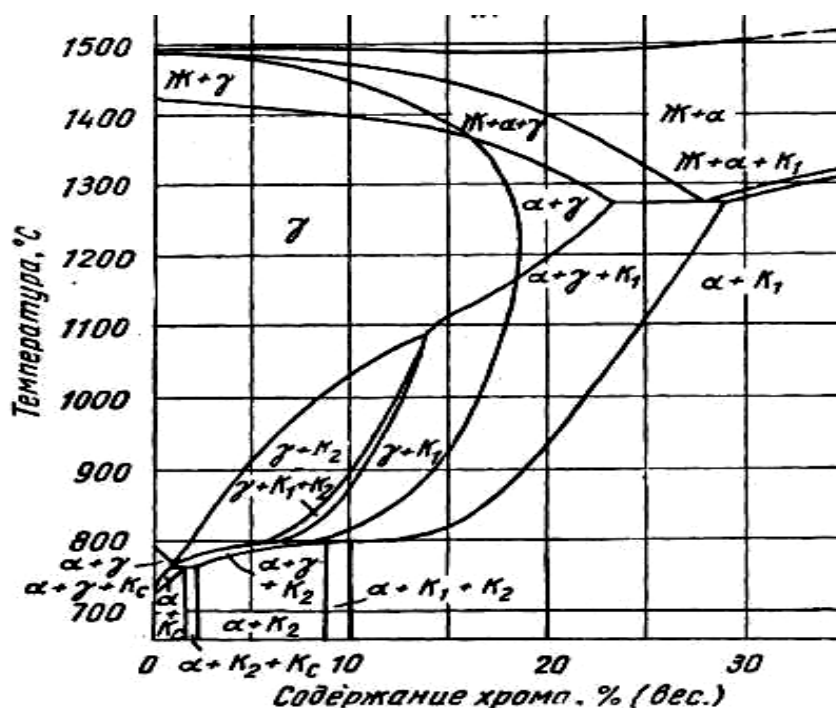
Полученные данные необходимо сопоставить с критическими концентрациями карбидообразования в тройных системах, для чего был проведен анализ тройных диаграмм состояния карбидообразователь – железо – углерод. На основании него можно предложить обобщенную классификацию карбидообразователей по критическим концентрациям образования карбидов:

1. Относительно слабые карбидообразователи. При малых концентрациях углерода 0,04 – 0,15 % в сплаве, увеличение концентрации карбидообразователя на поверхности сплава не приводит к образованию карбидов до тех пор, пока сплав находится в γ -области (рис. 6 а). Образование карбидов на-

чинается только после протекания $\gamma \rightarrow \gamma + \alpha \rightarrow \alpha$ превращения. Критическая концентрация углерода, приводящая к образованию карбидов в γ -области при легировании этими карбидообразователями составляет 0,2 – 0,45 % (рис. 6 б). К относительно слабым карбидообразователям относятся Cr, Mo, W.



а)



б)

Рис. 6. Политермический разрез диаграммы состояния Fe – Cr – C при 0,1 % C (а), и 0,4 % C (б) [14].

$K_2 - (Cr_{0,37-0,63}, Fe_{0,53-0,27})_7C_3$; $K_1 - (Cr_{0,65-0,86}, Fe_{0,35-0,14})_{23}C_6$; $K_C - (Cr_{0-0,2}, Fe_{1-0,8})_3C$.

2. Сильные карбидообразователи. Даже при малых концентрациях углерода 0,04 – 0,15 % в сплаве, увеличение концентрации карбидообразователя на поверхности сплава приводит к образованию карбидов до начала полиморфного $\gamma \rightarrow \gamma + \alpha \rightarrow \alpha$ превращения (рис. 7). Из исследуемых элементов к сильным карбидообразователям относятся V, Nb, Ta, Ti, Zr.

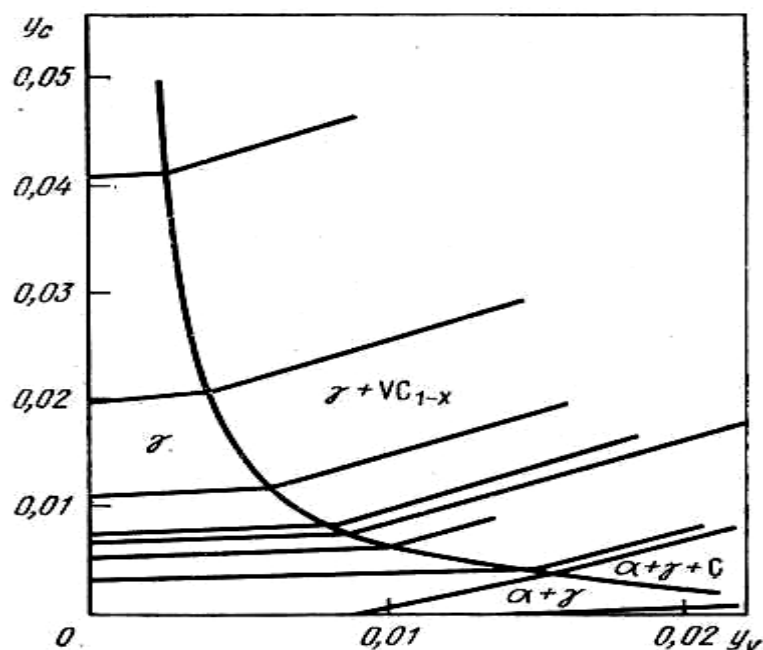


Рис. 7. Изотермический разрез части системы Fe – V – C при 1000 °C [13].

Сопоставляя полученные классификации карбидообразователей можно заключить: в определенном диапазоне концентраций углерода в легируемом сплаве, у всех исследуемых в работе карбидообразователей есть область поверхностных концентраций, при которых образование карбидов уже возможно, а $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения – еще нет. Существование этой области доказывает возможность зарождения и смыкания карбидных кластеров в сплошной монослой непосредственно на поверхности легируемого сплава.

Таким образом, существует условие возникновения стационарного фронта карбидообразования на поверхности железоуглеродистого сплава, которое может быть записано как:

$$C_{K \min KO} \leq C_K < C_{Kg-a}$$

$$C_{C \min KO} \leq C_C$$

где: C_K – поверхностная концентрация карбидообразователя; C_C – поверх-

ностная концентрация углерода; $C_{K \min KO}$ – минимальная концентрация карбидообразователя, необходимая для протекания реакции; $C_{C \min KO}$ – минимальная концентрация углерода, необходимая для протекания реакции; C_{Kg-a} – критическая концентрация карбидообразователя, при которой начинается протекание полиморфного $\gamma \leftrightarrow \alpha$ превращения сплава (во всех случаях подразумевается концентрация элементов в активной форме).

Выведенное условие является важным фактом не только в теории но и в практике диффузионного легирования. Теперь очевидно, что зарождение карбидного слоя может протекать двумя путями (и путем реакции непосредственно на поверхности; и с предварительной диффузией карбидообразователя в сплав). При этом механизмом зарождения карбидного слоя можно управлять (например, ограничивая потенциал карбидообразователя в насыщающей среде в пределах C_{Kg-a} , можно добиться формирования карбидного слоя непосредственно на поверхности).

Выводы. В результате системного анализа процессов диффузионного насыщения сплавов железа, анализа систем карбидообразователь – железо и карбидообразователь – железо – углерод, доказана возможность возникновения стационарного поверхностного реакционного фронта, при диффузионном легировании железоуглеродистых сплавов карбидообразователями. Проведенный анализ подтвердил, что зарождение карбидного слоя может протекать двумя путями: и путем реакции непосредственно на поверхности; и путем диффузии карбидообразователя в легируемый сплав, с последующим связыванием в карбид. Показано, что для локализации химической реакции на поверхности, поверхностная концентрация карбидообразователя в ходе легирования должна быть меньше критической концентрации, вызывающей полиморфное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение железной матрицы.

Список литературы: 1. *Boyer H.E. Metals handbook “Desk Edition” / H.E. Boyer, T.L. Gall. – Ohio: ASM-Metals Park, 1997. – P. 1250.* 2. Открытие № 368 / [Я.М. Колотыркин, И.И. Заец, И.Д. Зайцев и др.] // Сб. Открытия в СССР. – 1989. – С. 13. 3. Диффузионные карбидные покрытия / [В.Ф. Лоскутов, В.Г. Хижняк, Ю.А. Куницкий, М.В. Киндарчук]. – К.: Техника, 1991. – 168 с. 4. *Arai T. Carbide Coating Process by Use of Molten Borax Bath in Japan / T. Arai // J. Heat Treat. – 1979. – Vol 18 (No. 2). – P. 15 – 22.* 5. *Товажняньський Л.Л. Термодинаміка процесу дифузійного карбідного поверхневого легування / Л.Л. Товажняньський, О.М. Чуняєв, Л.О. Чуняєва // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2006. – № 5. – С. 568 – 573.* 6. *Чуняева Л.О. Противокоррозионное карбид-*

ное легирование углеродистых сталей – ресурсосберегающий процесс / *Л.О. Чуняева, И.И. Заец, О.Н. Чуняев* // Физико-химическая механика материалов. – 2002. – № 3. – С. 483 – 488. **7.** *Arai T.* Chromizing and Bonding by Use of a Fluidized Bed / *T. Arai, J. Endo, H. Takeda* : Proceedings of the International Congress' 5th Heat Treatment of Materials Conference, 20 – 24 Oct 1986. – P. 1335 – 1341. **8.** *Дубинин Г.Н.* Диффузионное хромирование сплавов / *Г.Н. Дубинин*. – М.: Машиностроение, 1964. – 451 с. **9.** *Мельник П.И.* Диффузионное насыщение железа и твердофазные превращения в сплавах / *П.И. Мельник*. – М.: Металлургия, 1993. – 128 с. **10.** *Товажнянский Л.Л.* Нанотехнология в химико-термической обработке железоуглеродистых сплавов / [*Л.Л. Товажнянский, О.Н. Чуняев, И.И. Заец, Л.О. Чуняева*] // ИТЕ. – 2007. – № 3. – С. 109 – 120. **11.** *Минкевич А.Н.* Химико-термическая обработка металлов и сплавов / *А.Н. Минкевич*. – М.: Машиностроение, 1965. – 389 с. **12.** *Лахтин Ю.М.* Химико-термическая обработка металлов / *Ю.М. Лахтин, Б.Н. Арзамасов*. – М.: Металлургия, 1985. – 256 с. **13.** *Лякишев Н.П.* Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник в 3 т. / *Н.П. Лякишев*. – М.: Металлургия, 1996. – Т. 2. – 1023 с. **14.** *Раузин Я.Р.* Термическая обработка хромистой стали / *Я.Р. Раузин*. – [4-е изд.]. – М.: Машиностроение, 1978. – 277 с.

Поступила в редколлегию 13.05.09

УДК 621.039.58

А.П. ЯЦЕНКО, аспирант,

Б.Ю. КОРНИЛОВИЧ, чл.-корр. НАН Украины, докт. хим. наук,

П.С. РАДЧЕНКО, магистр, НТУУ «КПИ»

ПЕНОСТЕКЛО С АНГОВЫМ ПОКРЫТИЕМ ДЛЯ МАССООБМЕННЫХ ПРОЦЕССОВ

В роботі досліджено основні фізичні та хімічні властивості отриманого високопористого скловидного матеріалу, який може бути використано в якості основи для нанесення масообмінних покриттів. Встановлено, що процес отримання піноскла з відкритими порами суттєво залежить від таких параметрів, як температура проведення процесу вспінювання, час витримки, кількість вспінювача. Визначено область оптимуму в температурно-часових залежностях для середнього розміру пор матеріалу та відкритої пористості.

The main chemical and physical properties of high-porous glass material which may be used as the base for ango coatings have been investigated. It was established that the values of open porous essential depended on such parameters as temperature of process, exposure time at maximum temperature, expanding agent quantity. The optimum region of values of parameters for foamglass processing has been determined.